

Факт развития локальной рекристаллизации при кратковременном сверхбыстром плазменном нагреве подтверждает подобный результат, полученный ранее при быстром сквозном рекристаллизационном отжиге в соляной ванне тончайшей бронекабельной проволоки диаметром 0,3 мм из низкоуглеродистых сталей [5], и особенности рекристаллизации при быстрых нагревах, заключающиеся в наложении во времени процессов возврата и рекристаллизации, протекающих поэтапно при медленных печных нагревах [6]; сохраняющаяся в условиях скоростного нагрева повышенная плотность дислокаций активизирует зарождение новых зерен при рекристаллизации.

Таким образом, кратковременное плазменное воздействие как составная часть целостной технологической системы вызывает комплекс фазово-структурных изменений на поверхности и в приповерхностном слое движущейся катанки — проволоки, выражающихся в разрушении оксидов, формировании гранул металла, оплавлении микрообъемов и рекристаллизации; технологические и механические свойства обработанной с применением плазмы низкоуглеродистой проволоки подтверждают возможности использования плазмы в промышленных технологических процессах при производстве проволоки различного целевого назначения.

Список литературы

1. Литвинов В.К., Морозов А.П., Валеев В.Х. Плазменная и электролитно-плазменная обработка и нагрев поверхности металла при производстве проволоки и ленты / Ин-т «Черметинформация». — М., 1989. — Вып. 2. — 18 с.)
2. Влияние плазменного воздействия на свойства калиброванной высокоуглеродистой стали / В.И.Алимов, А.И.Максаков, А.Г.Маншилин, А.И.Теряев, В.Н.Крымов // Сб. науч. трудов ДОНГТУ. Металлургия, 2000. — № 18. — С. 89–94.
3. Булатов В.Е., Эстерлис М.Х. Очистка металлических изделий от окалины, окисной пленки и загрязнений электродуговым разрядом в вакууме // Физика и химия обработки материалов, 1987. — № 3. — С. 49–53.
4. Обработка металлов резанием с плазменным нагревом / Н.А.Резников, М.А.Шатерин, В.С.Кунин, Л.А.Резников. Под общ. ред. А.Н.Резникова. — М.: Машиностроение, 1986. — 232 с.
5. Шаповалов С.И., Алимов В.И., Матвеев Э.Г. Влияние режима отжига на механические свойства тончайшей бронекабельной проволоки. — Донецк.: Политехн. ин-т., 1976. — 10 с.
6. Иванов В.И., Осипов К.А. Возврат и рекристаллизация в металлах при быстром нагреве. — М.: Наука, 1964. — 186 с.

© Алимов В.И., Максаков А.И., Пелец С.Н., Мельник С.М., Крымов В.Н., 2001

ГОРБАТЕНКО В.П., ГОРБАТЕНКО В.В., ЛЕЙРИХ И.В. (ДОНГТУ)

МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ДИНАМИЧЕСКИ РЕКРИСТАЛЛИЗОВАННОГО ЗЕРНА АУСТЕНИТА СТАЛЕЙ С РАЗНОЙ КОНЦЕНТРАЦИЕЙ УГЛЕРОДА

Разработана математическая модель динамической рекристаллизации аустенита, описывающая изменение размера его зерна в зависимости от температуры и степени деформации при прокатке и концентрации углерода в стали.

Процессы динамического разупрочнения аустенита, прежде всего, его динамической рекристаллизации в ходе горячей пластической деформации, в значительной степени определяют как конечные структуру и свойства стали при реализации различных схем деформационно-термической обработки [1, 2], так и энергосиловые параметры технологических операций формообразования изделий. Известно, что степень протекания динамической рекристаллизации аустенита зависит от уровня его горячего наклепа, соотношения продолжительности деформирования и темпа рекристаллизации, температурно-деформационных параметров процесса, фазового и химического состава стали,

в том числе и содержания в ней углерода [1–3]. На размер зерна аустенита заметное влияние могут оказывать и структурные изменения, происходящие в нем не только при нагреве, но и при охлаждении заготовки до температуры деформации в γ -области [4].

С учетом значительных трудностей при выполнении экспериментальных исследований, создание математических моделей, описывающих процессы динамической рекристаллизации аустенита в конкретных условиях деформации, является актуальной теоретической и прикладной задачей. При разработке таких моделей на основе теоретических расчетов обычно рассматривали лишь установившуюся стадию деформации, что существенно ограничивает возможности их использования. При этом предпринимали попытки учета изменения средней плотности дислокаций [5], либо максимального напряжения течения в зависимости от плотности дислокаций [6], использования многомерного пространства структурных факторов, зависящих от параметров деформации [7], анализа термодинамических условий зарождения и роста рекристаллизованных зерен [8, 9], а также возможной связи скорости зарождения и размера возникающих зерен со скоростью деформации и эволюцией дислокационной структуры в ходе деформации [10] и особенностей контакта рекристаллизованных и «старых» зерен [11]. Причем, например, в работах [11, 12] при разработке математических моделей теоретические расчеты были дополнены использованием экспериментальных данных и полуэмпирических уравнений, что позволило более полно описать процессы рекристаллизации.

Следует учитывать, что такие модели, созданные лишь на основе теоретических расчетов, не позволяют отразить воздействие всех основных технологических факторов, совместное влияние которых не всегда однозначно и не может быть описано с помощью достаточно простых математических зависимостей. Поэтому в качестве моделей, описывающих процессы рекристаллизации в сталях, чаще используют эмпирические зависимости, которые обычно являются уравнениями регрессии и не отражают физическую сущность процессов. Возможность их применения ограничивается лишь весьма узкими условиями каждого эксперимента. Более того, практически отсутствуют математические модели процесса динамической рекристаллизации аустенита в зависимости от параметров деформации при прокатке, о влиянии же концентрации углерода на эти процессы можно судить лишь по косвенным данным.

Целью настоящей работы явилась разработка математической модели процесса динамической рекристаллизации аустенита, описывающей изменение среднего размера его зерна в зависимости от параметров деформации при прокатке и концентрации углерода в стали при их изменении в достаточно широком интервале значений.

В качестве исходных данных для разработки модели использовали экспериментальные результаты оценки изменения среднего размера зерна аустенита по глубине цементованного слоя углеродистой стали Ст 3 (исходное содержание углерода — 0,2%) после предварительного науглероживания заготовки толщиной 20 мм на глубину 3,5–4 мм и последующей ее прокатки после нагрева до 1200°C и подстуживания до требуемой температуры (1200–900°C) со степенями обжатия в интервале 20–75%. Прокатку осуществляли на стане «280» со скоростью 0,8–1 м/с. Непосредственно после выхода из валков прокатного стана раскат охлаждали в баке с водой с получением во всем его сечении мартенситной структуры стали. Исходное зерно аустенита выявляли травлением микрошлифа в насыщенном водном растворе пикриновой кислоты с добавлением ПАВ. Его размер определяли на поперечных микрошлифах методом линейного анализа с помощью автоматического анализатора структуры «Эпиквант» в полуавтоматическом режиме подсчета в направлении, параллельном внешней поверхности раската, с определенным шагом перемещения счетной линии по глубине диффузионного слоя. Концентрацию углерода в слое определяли структурным методом на образцах, охлажденных на воздухе после прокатки по аналогичным режимам.

Экспериментальные результаты исследований, использованные в качестве исходных данных для разработки модели, приведены в таблице.

Таблица — Средний размер зерна аустенита (D , мкм) в зависимости от параметров прокатки и концентрации в нем углерода

Температура прокатки, °С	Степень деформации, %	Средний размер аустенитного зерна D , мкм, в слое с концентрацией углерода, %			
		0,2	0,4	0,6	0,8
1200	22	45,0 ± 2,5	72,5 ± 1,5	117,5 ± 1,5	145,5 ± 3,0
	42	47,5 ± 2,0	50,4 ± 2,3	69,2 ± 3,5	103,4 ± 3,0
	53	19,3 ± 0,5	24,4 ± 1,2	29,2 ± 0,4	30,9 ± 1,8
	70	26,5 ± 1,0	27,5 ± 1,5	31,8 ± 1,0	30,6 ± 1,0
1100	24	50,3 ± 0,5	74,5 ± 1,2	113,7 ± 2,0	141,8 ± 2,6
	44	39,0 ± 0,8	48,0 ± 1,5	68,6 ± 1,0	73,0 ± 1,8
	57	32,5 ± 0,5	33,8 ± 1,3	42,5 ± 0,6	48,8 ± 0,5
	76	19,8 ± 0,4	21,3 ± 0,5	21,7 ± 1,0	22,0 ± 1,2
1000	24	72,5 ± 1,5	75,0 ± 2,0	106,2 ± 3,5	135,0 ± 2,7
	51	28,2 ± 1,0	25,4 ± 1,2	37,4 ± 1,5	49,4 ± 0,8
	61	18,1 ± 0,6	20,0 ± 0,4	23,2 ± 1,0	20,0 ± 1,5
	72	11,0 ± 0,8	22,1 ± 0,8	20,6 ± 1,0	19,7 ± 0,7
900	22	80,5 ± 0,5	85,0 ± 1,0	92,4 ± 2,5	104,0 ± 2,0
	39	52,2 ± 2,8	89,7 ± 2,0	104,2 ± 3,6	95,0 ± 3,2
	61	27,5 ± 0,5	30,8 ± 2,6	29,3 ± 2,7	37,8 ± 1,5
	72	12,5 ± 0,4	32,5 ± 1,8	30,0 ± 3,0	40,0 ± 3,2

Анализ полученных экспериментальных данных свидетельствует о том, что повышение содержания углерода в аустените приводит к увеличению среднего размера его динамически рекристаллизованного зерна практически при всех изученных режимах прокатки, однако, этот эффект ослабляется с повышением степени деформации и при понижении температуры прокатки. Влияние же температуры и степени деформации на структуру аустенита может оказаться сложным, что требует специфического подхода к разработке модели процесса его рекристаллизации.

С учетом характера изменения среднего размера зерна аустенита (D , мкм) от технологических факторов установлено, что для всех исследованных режимов прокатки с достаточной степенью точности его зависимость от концентрации углерода в стали может быть описана уравнением вида:

$$D = A_0 + A_1 C + A_2 C^2, \quad (1)$$

где C — концентрация углерода, % мас.; A_0 , A_1 и A_2 — переменные величины, являющиеся функциями температуры и степени деформации.

Величина A_0 , вероятно, может быть интерпретирована как характеристика изменения среднего размера зерна безуглеродистого γ -твердого раствора в зависимости от параметров прокатки. Переменные же коэффициенты A_1 и A_2 отражают изменение степени влияния концентрации углерода на процессы динамической рекристаллизации аустенита в зависимости от условий деформации.

Рис. 1 иллюстрирует характер изменения этих величин от температуры и степени деформации для конкретных условий эксперимента. Характер их изменения от параметров прокатки свидетельствует о необходимости учета существования «критических» значений степени и температуры деформации, соответствующих экстремумам аппроксимирующей функции. Установлено, что изменение величин A_0 , A_1 и A_2 в уравнении (1) может быть описано приведенными ниже зависимостями:

$$A_0 = D_0 - [k / (100 - \varepsilon)] \exp \{ a(t_{nn} - t) \varepsilon + [b + d(\varepsilon - \varepsilon_k)^2](t - t_0) t \}; \quad (2)$$

$$A_1 = l(100 - \varepsilon)[m + (t - t_0)^2]; \quad (3)$$

$$A_2 = p(r-t)[1-s(\varepsilon-\varepsilon_0)^2], \quad (4)$$

где t — температура прокатки, тыс.°C; ε — степень деформации, %, $\varepsilon = (\Delta H/H_0) \cdot 100$, где H_0 — начальная толщина полосы, мм, ΔH — изменение высоты полосы в результате деформации за 1 «проход», мм; $t_{пл}$ — температура плавления железа, тыс.°C (принято, что $t_{пл} = 1,54$ тыс.°C); t_0 — «критическая» температура деформации, тыс.°C; ε_k — критическая степень деформации, %; D_0 — расчетное значение среднего размера зерна безуглеродистого γ -твердого раствора, зависящее от химического состава сплава и условий нагрева; $k, a, b, d, l, m, p, r, s$ — коэффициенты, являющиеся постоянными для данных условий обработки; ε_0 — величина степени деформации (%), при «переходе» через которую наблюдается изменение характера либо степени влияния концентрации углерода на размер зерна рекристаллизованного аустенита.

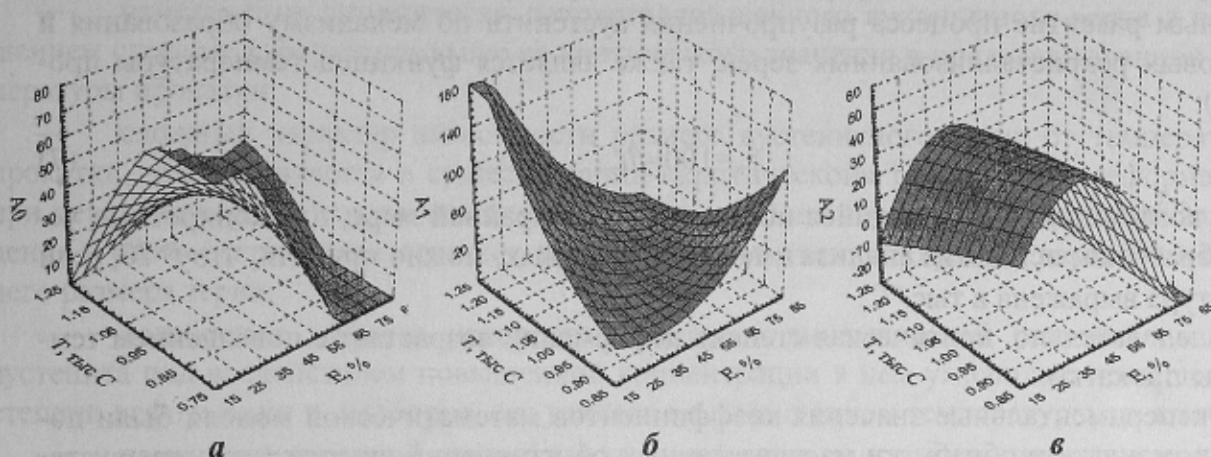


Рис. 1. Изменение функций A_0 (а), A_1 (б) и A_2 (в) от температуры T (тыс.°C) и степени ε (%) деформации

Полученная математическая модель изменения величины A_0 , как характеристики структуры «безуглеродистого» аустенита, в целом отражает установленный экспериментально характер ее изменения, определяемый существованием экстремума этой функции как при определенной температуре прокатки t_0 , названной нами «критической» (при постоянной степени деформации), так и при определенной степени деформации ε_0 (при постоянной температуре прокатки). Причем, установлено, что величина соответствующего параметра обработки, при котором регистрируются экстремальные значения функции A_0 , не является постоянной, а зависит от другого технологического фактора.

Так, величина «критической» температуры t_0 увеличивается с повышением степени деформации. Как снижение, так и повышение температуры прокатки относительно t_0 приводит к уменьшению среднего размера зерна аустенита. Совместный анализ экспериментальных и расчетных данных позволяет предположить линейную зависимость t_0 (тыс. °C) от степени деформации (ε , %):

$$t_0 = t_0' + z\varepsilon, \quad (5)$$

где t_0' — «критическая» температура для недеформированного сплава в случае его подстуживания в аустенитной области; при температуре нагрева 1200°C $t_0' = 0,732$ тыс. °C; z — коэффициент, значение которого для конкретных условий эксперимента может быть принято равным 0,006.

Величина t_0' должна изменяться в зависимости от температуры нагрева стали (t_n). Эта зависимость может быть описана уравнением вида:

$$t_0' = [t_n - g(t_n/t_{пл})], \quad (6)$$

где g — коэффициент пропорциональности, находящийся в интервале 0,55–0,65, температуры нагрева стали под прокатку (t_n) и плавления железа ($t_{пл}$) выражены в тыс. °C.

Следует учитывать, что коэффициенты в уравнениях (5) и (6), а, следовательно, величина t_0 , могут изменяться в зависимости от температурно-временных параметров нагрева под прокатку, прежде всего, из-за изменения размеров начального аустенитного зерна. С понижением температуры нагрева и уменьшением размеров аустенитного зерна нагретой стали можно, очевидно, ожидать увеличение значений t_0 , но некоторого снижения величины коэффициента z . Полученные нами результаты позволяют предположить также наличие корреляционной связи между величиной t_0 и положением критической точки Ar_3 сплава. Однако, имеющихся экспериментальных данных, на наш взгляд, пока недостаточно для получения достаточно точных количественных зависимостей, связывающих эти характеристики с параметрами обработки и химическим составом стали.

Критическая степень деформации, ε_k (%), при превышении которой становится возможным развитие процесса разупрочнения аустенита по механизму образования и роста новых рекристаллизованных зерен, также является функцией температуры прокатки (t):

$$\varepsilon_k = 100 - f/t, \quad (7)$$

где f — коэффициент, являющийся постоянным, по крайней мере, для конкретных условий обработки; исходя из анализа имеющихся данных, можно принять, что $f=70$, если температура выражена в тыс.°С.

Следовательно, критическая степень деформации возрастает с повышением температуры прокатки.

Экспериментальные значения коэффициентов математической модели были получены в результате обработки массива данных об изменении среднего размера аустенитного зерна от параметров деформации прокаткой и концентрации углерода (см. таблицу). С учетом экспериментальных значений коэффициентов уравнений (2)–(4) математическая модель, отражающая зависимость среднего размера зерна динамически рекристаллизованного аустенита от изученных параметров обработки стали имеет вид:

$$D = 103 - [4,8/(100 - \varepsilon)] \exp\{0,1(1,54 - t)\varepsilon + [5,25 + 0,001(\varepsilon - \varepsilon_k)^2](t - t_0)t\} + \\ + 17(100 - \varepsilon)[0,01 + (t - t_0)^2]C + 80(1,54 - t)[1 - 0,00125(\varepsilon - 40,5)^2]C^2 \pm 3, \quad (8)$$

здесь $t_0 = 0,732 + 0,006\varepsilon$, $\varepsilon_k = 100 - 70/t$, C — концентрация углерода, % мас., t — температура, тыс.°С, ε — степень деформации, %.

Полученная математическая модель адекватно описывает результаты эксперимента: для уровня надежности 95% коэффициент множественной корреляции $R=0,947$, критерий Фишера $F=7,75$ ($F_{табл}=1,83$).

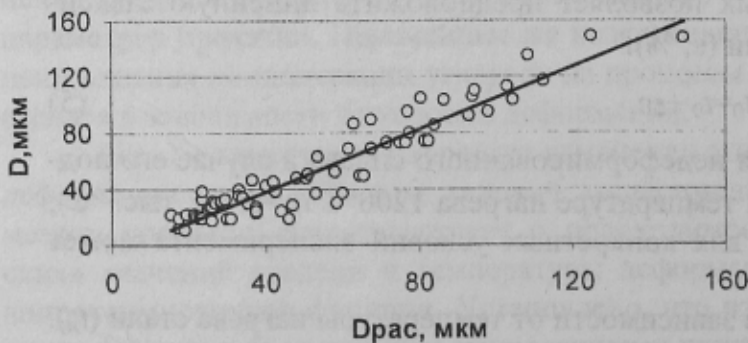


Рис. 2. Соотношение экспериментальных (D) и расчетных ($D_{расч}$) значений среднего размера аустенитного зерна

На рис. 2 представлено соотношение экспериментальных (D) и расчетных ($D_{расч}$) значений величины среднего размера зерна аустенита.

Как следует из результатов сравнения этих значений, в общем случае наблюдается достаточно хорошее совпадение результатов эксперимента и расчетов, причем, отклонения от линейной зависимости достаточно равномерны при возрастании D . Большинство отклонений ($D -$

$D_{расч}$) «укладывается» в рассчитанный доверительный интервал ± 3 мкм, что составляет

около 5,5% от среднего значения диаметра зерна аустенита D . Однако, наблюдаются отдельные большие относительные отклонения (до 20–25%), что может быть связано с некоторыми неточностями в определении ряда фактических значений экспериментальных параметров.

Разработанная математическая модель динамической рекристаллизации аустенита отражает ряд особенностей процессов структурообразования в деформированной стали, в частности:

— ускорение процессов динамической рекристаллизации при повышении концентрации углерода в стали;

— существование критической степени деформации, которой соответствуют максимальные значения размера аустенитного зерна, причем, ее величина зависит от температуры прокатки;

— измельчение динамически рекристаллизованного аустенитного зерна с повышением степени деформации выше ее критического значения в пределах заданной температуры прокатки;

— сложный характер зависимости размера аустенитного зерна от температуры прокатки, что проявляется в существовании «критической» температуры деформации, при переходе через которую может изменяться соотношение между скоростями зарождения и роста рекристаллизованных зерен и, соответственно, характер изменения среднего размера зерна;

— ослабление эффекта ускорения процессов динамической рекристаллизации аустенита под воздействием повышенной концентрации в нем углерода с повышением степени деформации и, наоборот, его усиление с повышением температуры прокатки;

— изменение зеренной структуры аустенита при подстуживании с температуры нагрева.

Выполненные расчеты показывают, что в случае низкоуглеродистых сталей ($C < 0,2\%$) вкладом составляющей A_2C^2 в уравнении (1) можно пренебречь без ущерба для точности расчетов и рассматривать линейный характер изменения среднего размера зерна аустенита от концентрации углерода в стали.

Таким образом, разработанная математическая модель динамической рекристаллизации аустенита позволяет с достаточной степенью точности описать характер изменения среднего размера его зерна от концентрации в стали углерода, температуры и степени деформации прокаткой, учесть существование критических параметров деформационно-термической обработки, а также структурные изменения в твердом растворе, происходящие в результате нагрева и подстуживания перед деформацией.

Список литературы

1. Проблемы совмещения горячей деформации и термической обработки стали / А.А.Баранов, А.А.Минаев, А.Л.Геллер, В.П.Горбатенко. — М.: Металлургия, 1985. — 128 с.
2. Бернштейн М.Л. Структура деформированных металлов. — М.: Металлургия, 1977. — 431 с.
3. Горбатенко В.П. Влияние концентрации углерода на рекристаллизацию аустенита при горячей деформации стали // В кн.: Металловедение и обработка металлов. Материалы конф., посвященной 75-летию ДонГТУ. — К., 1996. — С. 44–45.
4. Горбатенко В.П. Об изменении структуры аустенита конструкционных сталей при нагреве и подстуживании // Изв. ВУЗов. Черная металлургия, 1992. — № 10. — С. 43–44.
5. Zouhar G. Beurteilung der Erholungs- und Rekristallisation Sneligung der Stahl bei der Warm Formgebung mit Hilfe des Warmtorsionsversuchs // Neue Hutte, 1974. — N 7. — S. 418–423.
6. Roberts W., Boden H., Aheblom D. Dynamic Recrystallization Kinetics // Metal. Sci, 1979. — № 2. — P. 195–205.
7. Гун И.Г. Математическое моделирование структурных превращений при горячей деформации // Изв. АН СССР. Металлы, 1989. — № 5. — С. 82–85.
8. Roberts W., Aheblom D. Nucleation Criterion for Dynamic Recrystallization During Hot Working // Acta Metallurgica, 1978. — V. 26. — P. 801–813.
9. Лещинский В.М., Рябичева Л.А. Математическое моделирование динамической рекристаллизации // МиТОМ, 1996. — № 8. — С. 8–11.

10. **Mathematical Model of Dynamic Recrystallization** / A.V.Kaptsan, Yu.N.Gornostyrev, V.N.Urtsev, V.I.Levit // The 8-th Int. Congr. Heat Treat. Mater. «Heat and Surface '92». — Tokyo, 1992. — P. 77–80.

11. **Adebanjo Richardson O., Viller Alan K.** Modelling the Effects of Recrystallization on the Flow Behavior During Hot Deformation by Modifying an Existing Constitutive Model // Vfter. Sci. And Eng. A, 1989. — V. 119. — P. 87–101.

12. **Karhausen Kai, Kopp Reiner.** Model for Integrated Process and Microstructure Simulation in Hot Forming // Steel Res, 1992. — 63. — № 6. — P. 247–256.

© Горбатенко В.П., Горбатенко В.В., Лейрих И.В., 2001

РУДЕНКО Е.А. (ДОНГТУ)

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СИЛОВЫХ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА РЕДУЦИРОВАНИЯ СЛЯБОВ В КАЛИБРОВАННЫХ ВЕРТИКАЛЬНЫХ ВАЛКАХ

В статье приведены результаты экспериментального исследования на лабораторном стане деформационных и силовых параметров процесса редуцирования слябов по ширине. Получены математические зависимости для определения предельного обжатия по ширине по устойчивости сляба от поперечного изгиба, среднего давления прокатки и коэффициента плеча момента прокатки.

Современной тенденцией развития широкополосных станов горячей прокатки (ШСП) является установка в начале черновой группы клетей редуцирующих агрегатов — мощных реверсивных вертикальных или универсальных клетей с калиброванными вертикальными валками (ВВ).

Технология редуцирования слябов по ширине позволяет значительно повысить эффективность работы машин непрерывного литья заготовок (МНЛЗ) в технологическом комплексе МНЛЗ-ШСП. Сокращение позиций размерного ряда слябов по ширине увеличивает производительность и уменьшает расходы по переделу МНЛЗ, а также является предпосылкой создания толстослябового литейно-прокатного модуля, основанного на использовании прямой прокатки непрерывнолитых слябов с незначительным их подогревом и термостатированием [1, 2]. В этой связи, для проектирования редуцирующих клетей необходимо иметь надежные данные по предельным обжатиям по ширине в калиброванных ВВ и соответствующим им силовым параметрам.

Исследования силовых и геометрических параметров редуцирования слябов в ящичных калибрах ВВ редуцирующих клетей выполнили путем физического моделирования на лабораторном стане 340. Моделировали обжатие слябов толщиной 315, 250 и 190 мм, шириной 1200, 1600, 2000 и 2400 мм в ящичных калибрах ВВ с катающим диаметром 1600 мм. В качестве моделирующего материала выбрана сталь Ст.3. Масштаб моделирования 1:16,5.

Из условия геометрического подобия процесса прокатки с учетом масштаба моделирования приняли: диаметр валков по бурту $D_в = 120$ мм; катающий диаметр (по дну калибра) $D_{вк} = 85$ мм; толщину образцов 19,1; 15,2 и 11,5 мм; ширину посередине их длины 72,7; 97; 121,2 и 145,5 мм; длину 400 мм. Образцы были изготовлены с переменной шириной по длине с разницей ширин на концах в 12 мм.

Прокатку образцов выполнили в трех ящичных калибрах. Для обеспечения прокатки без защемления ширину калибров по дну приняли равными толщине образцов. Форма ящичных калибров показана на рис.1, а значения их размеров и параметров в таблице. Калибры характеризуются следующими параметрами [3]: $k = 2b_p/B$; $n = 2b_p/h_d$; $\delta_1 = tg\alpha_1 = (h_n - h_d)/2b_1$; $\delta_2 = tg\alpha_2 = (h_p - h_d)/2b_2$ (где k — коэффициент глубины; n — коэффициент формы; h_d , h_n , h_p — ширина у дна, в пережиме и у разъема; b_p , b_1 , b_2 — полная